

漂珠/AZ91D 复合材料微观组织与性能

刘恩洋, 于思荣, 赵 严, 李凡国, 张善保, 李景达, 袁 明

(中国石油大学(华东), 山东 青岛 266580)

摘 要: 采用搅拌铸造法, 向镁合金熔体中添加漂珠, 制备了漂珠/AZ91D 复合材料, 研究了该复合材料微观组织的均匀性、相组成、力学性能和阻尼性能。结果表明, 漂珠在基体中分布均匀, 无偏聚现象。在复合材料制备过程中, 漂珠与镁合金熔体发生反应并被填充, 使得复合材料中有 Mg_2Si 和 MgO 相生成。与基体合金相比, 复合材料的力学性能和阻尼性能均得到明显提高。复合材料的断裂是以解理断裂为主的脆性断裂, 在断裂过程中漂珠壁被撕裂。复合材料的阻尼机制主要是位错阻尼和界面阻尼。

关键词: 漂珠; 镁基复合材料; 微观组织; 力学性能; 阻尼性能

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3298-07

镁合金作为目前常用最轻的结构材料, 具有高比强度、高阻尼减振性、易于回收和利用等优点, 在实现交通工具轻量化、降低能源消耗、减少环境污染等方面具有显著的作用。然而, 相对于其他结构材料, 镁合金的强度仍然偏低, 限制了其应用范围^[1,2]。镁基复合材料不仅具有较好的力学性能, 其阻尼性能往往也优于镁合金, 是汽车及航空航天领域中很有应用潜力的一种金属基复合材料^[3,4]。

漂珠 (fly ash cenosphere, FAC) 是火力发电厂煤粉燃烧形成的粉煤灰中含有的一种空心陶瓷颗粒, 粒径一般为 0.5~400 μm , 主要组成相为 SiO_2 和 Al_2O_3 , 并且主要以非晶态形式存在。T. Matsunaga 等^[5]测得粒径为 100~150 μm 的漂珠中晶态 SiO_2 和 Al_2O_3 的总含量只有 21% (体积分数)。长期以来, 漂珠主要用来制造耐火砖、铸造保温冒口以及保温隔热材料等低附加值产品, 难以实现较高的价值。将漂珠添加到镁合金中制备高性能低成本镁基复合材料, 既能改善镁合金的综合性能, 又能消耗电厂副产品, 是一种实现节能减排、绿色制造的有效途径。

近年来, 国内外对漂珠/金属基复合材料的研究主要集中在漂珠/铝合金复合材料。M. K. Sudarshan 等^[6]利用搅拌铸造和热挤压的方法, 采用宽粒径范围 (0.5~400 μm) 和窄粒径范围 (53~106 μm) 的漂珠制备了漂珠体积含量分别为 6% 和 12% 的漂珠/A356 铝合金复合材料, 并研究了其力学性能。与基体材料相比, 复

合材料的硬度、弹性模量和屈服强度等性能得到提高, 窄粒径范围的漂珠/A356 复合材料的力学性能优于宽粒径范围的复合材料。J. R. D. Selvam 等^[7]采用复合铸造的方法制备了漂珠质量分数分别为 4%、8% 和 12% 的漂珠/AA6061 铝合金复合材料, 并分析了其组织和力学性能。结果表明, 漂珠均匀分布在基体中, 与基体结合良好, 并提高了复合材料的硬度和抗拉强度等性能。王庆平等^[8]采用粉末冶金的方法制备了漂珠/Al-25%Mg 复合材料, 并研究了不同含量的漂珠对复合材料的微观组织、硬度和摩擦磨损性能的影响。此外, P. R. S. Kumar 等^[9]研究了漂珠/AA6061 铝合金复合材料的高温滑动摩擦性能, W. A. Uju 等^[10]对漂珠/A535 铝合金复合材料的热循环性能进行了研究。迄今, 对漂珠/镁合金复合材料的研究较少^[11]。本研究采用搅拌铸造法制备漂珠/AZ91D 镁合金复合材料, 分析增强体在基体中分布的均匀性及微观组织的相组成, 研究其力学性能和阻尼性能。

1 实 验

漂珠/镁合金复合材料的基体采用 AZ91D 镁合金, 其成分如表 1 所示。增强体漂珠从热电厂粉煤灰中提取, 其形貌如图 1 所示。主要成分为: SiO_2 59.32%, Al_2O_3 26.14%, Fe_2O_3 5.59%, MgO 2.16%, CaO 2.43% (质量分数)。

首先使用分样筛筛选漂珠, 得到粒径为 106~150 μm 的漂珠, 再用浓度为 1.25 mol/L 的 NaOH 溶液清

收稿日期: 2016-11-16

基金项目: 教育部科学技术研究重大项目 (313056); 中央高校基本科研业务费专项资金资助 (14CX02132A, 14CX02128A)

作者简介: 刘恩洋, 男, 1985 年生, 博士, 讲师, 中国石油大学(华东)机电工程学院, 山东 青岛 266580, 电话: 0532-86983300, E-mail: enyangliu@126.com

表 1 AZ91D 镁合金化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ91D Mg alloy (wt%)							
Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Ni	Mg
9.03	0.66	0.20	0.038	0.0016	0.0026	0.00078	Bal.

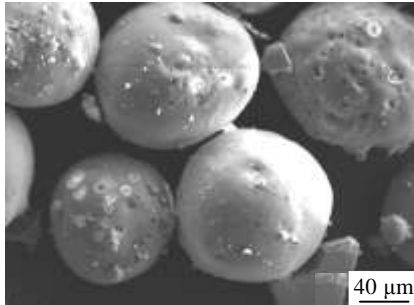


图 1 漂珠形貌

Fig.1 Morphology of fly ash cenospheres

洗漂珠以去除表面杂质, 然后用蒸馏水清洗后烘干。将钢质坩埚放在电阻炉中预热后, 加入 AZ91D 镁合金, 通入 3%SF₆+CO₂ 保护气, 并升温至 720 °C。待镁合金完全熔融后, 降温至 590 °C, 加入预热后的漂珠, 并以 675 r/min 的速度搅拌 3 min。停止搅拌后, 将熔体温度再快速升温至 720 °C, 搅拌 1 min 后扒渣, 并浇注到石墨模具中, 获得尺寸为 Φ28 mm×170 mm 的复合材料试棒。

金相试样经过打磨、抛光后, 采用 5%HNO₃+无水乙醇溶液腐蚀 25 s, 烘干后采用光学显微镜和 JXA-8230 型电子探针显微分析仪观察微观组织。利用 D/MAX-2000 X 射线衍射仪分析试样的物相组成, 采用 Cu 靶, 扫描范围为 20°~80°。硬度测试采用 HB-3000B 布氏硬度计, 用直径为 10 mm 的硬质合金球在 9.8 kN 的载荷下压入试样表面, 保持 30 s 后卸除载荷, 测量压痕直径, 计算布氏硬度值。每个试样测量 5 次布氏硬度值, 取平均值。压缩强度的测量采用 CMT5105 微机控制电子万能试验机, 加载速度为 2 mm/min。采用动态热机械分析仪 (DMA Q800 型) 进行阻尼性能的测试, 试样尺寸为 60 mm×6 mm×1 mm。阻尼-应变振幅谱的测试条件为: 测试温度为室温, 频率为 1 Hz, 应变振幅为 1×10⁻⁵~2×10⁻⁴; 阻尼-温度谱的测试条件为: 测试温度为室温~325 °C, 频率为 1 Hz, 应变振幅为 1×10⁻⁴, 升温速度为 5 °C/min。

2 结果与讨论

2.1 漂珠分布均匀性分析

增强体在基体中的均匀分布是保证复合材料性能均匀的前提, 也是采用搅拌铸造法制备颗粒增强复合

材料应解决的关键问题。图 2 是漂珠/AZ91D 镁合金复合材料的金相组织。从图中可以看出, 漂珠颗粒被镁合金熔体所充满, 并且能够均匀地分布在基体中。漂珠是由煤粉燃烧生成的粘土液滴在电厂烟道中迅速冷却而得到, 漂珠壁表面及内部存在较多微小孔洞^[12], 在搅拌过程中, 镁合金熔体浸入微小孔洞中, 发生化学反应而使漂珠壁进一步减薄和破裂, 从而导致空心漂珠被镁合金熔体填充。

漂珠加入到镁合金熔体后, 由于漂珠密度远小于镁合金密度而使其上浮。在搅拌过程中, 漂珠被镁合金熔体填充而使其密度增大, 从而使其下沉。为了便于研究漂珠在熔体中的运动规律, 作如下假设: (1) 漂珠是球形, 并被镁合金熔体充满; (2) 在搅拌过程中, 漂珠分布均匀, 停止搅拌后漂珠进行自由沉降, 沉降过程中不受周围颗粒和坩埚壁的影响。

漂珠在沉降过程中受到重力、浮力和阻力的作用。在开始沉降瞬间, 漂珠所受阻力为零, 并随着运动速度的增加而增大。所以, 在开始阶段漂珠进行加速沉降, 当沉降速度达到一定值时便进行匀速沉降。由于漂珠颗粒较小, 加速阶段较短, 可以忽略不计, 可将整个沉降过程视为匀速沉降过程。漂珠沉降速度可由下式求得^[13]:

$$v = \sqrt{\frac{4d_1g(\rho_s - \rho_M)}{3\xi\rho_M}} \quad (1)$$

$$\rho_s = \frac{\rho_w(d_1^3 - d_2^3) + \rho_M d_2^3}{d_1^3} \quad (2)$$

式中, v 为沉降速度, m/s; d_1 为漂珠外径, m; d_2 为漂珠内径, m; ρ_s 为充满镁合金熔体的漂珠密度, kg/m³; ρ_M 为镁合金熔体的密度, kg/m³; ρ_w 为漂珠壁的密度, kg/m³; ξ 为阻力系数, 是漂珠相对于镁合金熔体作相对运动时雷诺数的函数。在层流范围内, 即 10⁻⁴<Re≤2 时, 则有^[13]:

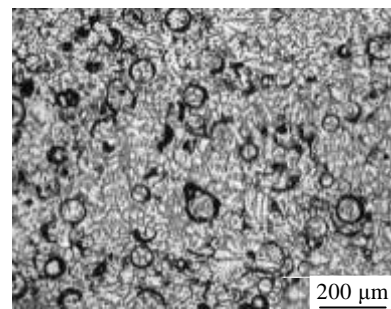


图 2 漂珠/AZ91D 镁合金复合材料金相组织

Fig.2 Microstructure of FAC/AZ91D composite

$$\xi = \frac{24}{Re} = \frac{24\eta}{d_1 v \rho_M} \quad (3)$$

式中, η 为镁合金熔体的粘度, Pa·s。

将式 (3) 带入式 (1), 可得到漂珠运动速度为:

$$v = \frac{d_1^2 (\rho_s - \rho_M) g}{18\eta} \quad (4)$$

从式 (4) 中可以看出, 漂珠沉降速度与漂珠外径的平方 d_1^2 、漂珠与镁合金熔体的密度差 $(\rho_s - \rho_M)$ 成正比, 与镁合金熔体的粘度 η 成反比。在一定温度下, 镁合金熔体的粘度为一定值, 当添加粒径一定的漂珠时, 漂珠与镁合金熔体的密度差越小, 则沉降速度越小。设漂珠外径为 120 μm , 壁厚为外径的 5%, 即内径为 108 μm 。漂珠壁密度^[14]为 $2.8 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, 镁合金密度为 $1.82 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, 720 $^\circ\text{C}$ 时镁合金熔体的粘度^[15]为 $5.2 \times 10^{-3} \text{ Pa}\cdot\text{s}$ 。根据式 (2) 和式 (4), 可得到漂珠的沉降速度为 $4.0 \times 10^{-4} \text{ m/s}$ 。

此外, 在颗粒增强复合材料中, 影响颗粒分布均匀性的因素还有颗粒与基体合金熔体的润湿性。本研究中, 漂珠与镁合金熔体在界面处发生了反应, 改善了界面润湿性, 促进了漂珠在基体合金中的均匀分布^[11]。

2.2 复合材料的相组成及微观组织

图 3 为漂珠/AZ91D 镁合金复合材料的 XRD 图谱。可以看出漂珠/AZ91D 复合材料中有 Mg_2Si 和 MgO 相生成。图 4 为漂珠/AZ91D 镁合金复合材料的 SEM 照片。可以看出复合材料中有未反应完全的漂珠存在, 但从 XRD 图谱中则未发现 SiO_2 和 Al_2O_3 存在。主要原因为: 漂珠中的 SiO_2 和 Al_2O_3 主要以非晶态形式存在, 从而使得复合材料中晶态 SiO_2 和 Al_2O_3 的含量很低。经过计算, 复合材料中晶态 SiO_2 和 Al_2O_3 的总含量不到 1% (质量分数)。考虑到漂珠与镁合金熔体的反应, 晶态 SiO_2 和 Al_2O_3 的含量则会更少。因此, 由于复合材料中晶态 SiO_2 和 Al_2O_3 的含量很少, 在 XRD 测试过程中没有检测到二者的衍射峰。此外, 从

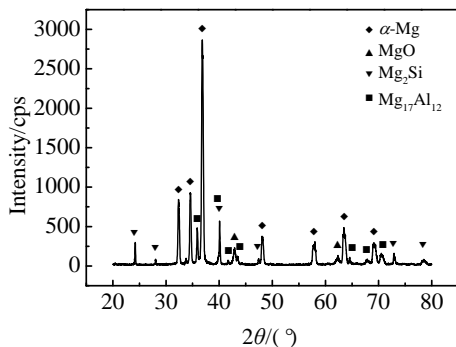


图 3 漂珠/AZ91D 镁合金复合材料的 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of FAC/AZ91D composites

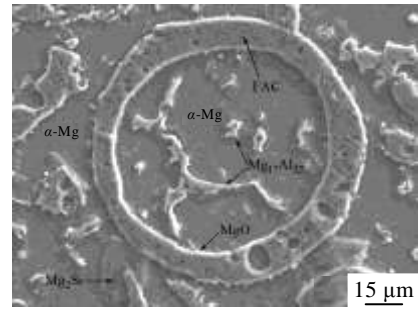
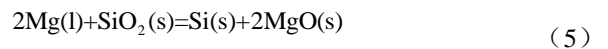


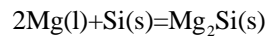
图 4 漂珠/AZ91D 复合材料的 SEM 照片

Fig.4 SEM image of FAC/AZ91D composites

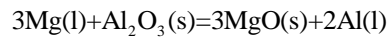
图 4 还可以看出 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 呈不连续网状分布在 $\alpha\text{-Mg}$ 晶界处, Mg_2Si 呈块状分布, MgO 分布在漂珠壁与基体的界面处。根据热力学原理, 漂珠与镁合金熔体可能发生如下化学反应^[16,17]:



$$\Delta G_1^\ominus = -76500 + 15.4T$$

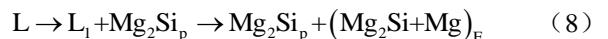


$$\Delta G_2^\ominus = -24000 + 9.4T$$



$$\Delta G_3^\ominus = -37800 + 9.3T$$

在 200~1000 $^\circ\text{C}$ 范围内, $\Delta G_1^\ominus < 0$, $\Delta G_2^\ominus < 0$, $\Delta G_3^\ominus < 0$, 表明反应式 (5)~式 (7) 均可发生。在高温条件下, 熔融镁合金与 Al_2O_3 反应生成 MgO 和 Al , Al 溶解在镁合金熔体中并进行扩散, 在随后的冷却过程中生成 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相。此外, 漂珠中 SiO_2 也会与镁合金熔体发生反应而生成 MgO 和 Si 。由于 Mg 原子和 Si 原子的原子半径和电负性相差较大, 使得 Si 在 Mg 中的固溶度很小, 二者易于形成稳定的化合物 Mg_2Si 。在复合材料制备过程中, 由于反应 (5) 和 (6) 的进行, 此时得到初生 Mg_2Si_p , 当复合材料熔体温度降至液相线时, 初生 Mg_2Si 继续生长至块状。随着凝固过程的进行, 块状 Mg_2Si 持续长大, 液相中 Si 含量不断降低, 当达到 $\text{Mg-Mg}_2\text{Si}$ 共晶成分点时, 剩余液相发生共晶转变。该凝固过程可用下式表示:



从图 4 中可以看出, Mg_2Si 有明显棱角, 并依附在漂珠壁上生成和长大。主要原因为: Si 原子在镁合金熔体中的扩散系数较小; 漂珠壁可作为 Mg_2Si 异质形核的衬底, 降低形核功。此外, Mg_2Si 在生长过程中固-液界面的微观结构会影响其形貌。固-液界面的微观结构可用 Jackson 因子 α 进行判断, 即^[18]:

$$\alpha = \left(\frac{L}{kT_m} \right) \left(\frac{n}{v} \right) \approx \left(\frac{\Delta S_m}{R} \right) \left(\frac{n}{v} \right) \quad (9)$$

式中, L 为原子结晶潜热, J/原子; R 为摩尔气体常数, 8.31 J/(mol K); k 为 Boltzmann 常数, 1.38×10^{-23} J/K; T_m 为熔点, K; ΔS_m 为熔化熵, J/(mol K); ν 为晶体内部原子的配位数; n 为原子在界面层内可能具有的最多近邻数; n/ν 称为界面取向因子, 与晶体结构及界面处的晶面取向有关。在通常冷却条件下^[19], Mg_2Si (111) 面和 (100) 面上的 n/ν 分别为 6/12 和 4/12, 则 α 的值分别为 3.75 和 2.5。因此, Mg_2Si 的固-液界面为小平面结构, 并具有台阶生长机制的特征。

在漂珠/AZ91D 复合材料的凝固过程中, 漂珠可作为镁合金液异质形核的基底, 降低形核功, 提高形核率, 从而使其组织得到细化。图 5 是 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料的微观组织。可以看出复合材料基体的晶粒较为细小。

2.3 阻尼性能

图 6 为 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料的阻尼随应变振幅的变化关系曲线。相比于基体 AZ91D 镁合金, 复合材料的阻尼性能得到显著提高, 其阻尼机理可用 Granato-Lücke (G-L) 模型来解释。在镁合金/镁基复合材料中, 位错可以被 2 类点缺陷钉扎, 一类是不可动的点缺陷, 比如位错网节点或沉淀粒子, 称为强钉扎; 另一类是可以脱开的点缺陷, 比如杂质原子、空位等, 称为弱钉扎。在外加交变载荷较小时, 位错被弱钉扎点钉扎, 被钉扎住的位错段像弦一样“弓出”作往复运动, 在运动过程中要克服阻尼力。当外加载荷增加到一定程度时, 位错线可以挣脱开弱钉扎

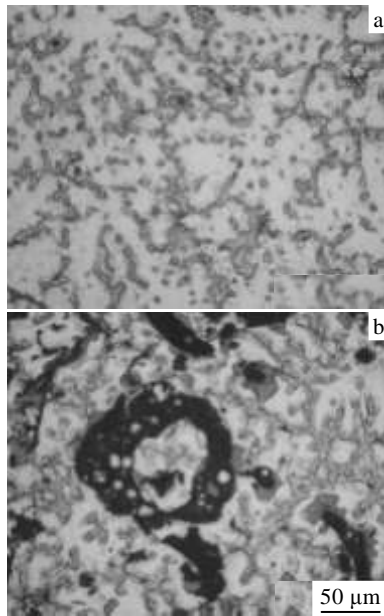


图 5 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料的微观组织

Fig.5 Microstructures of AZ91D (a) and FAC/AZ91D (b) composite

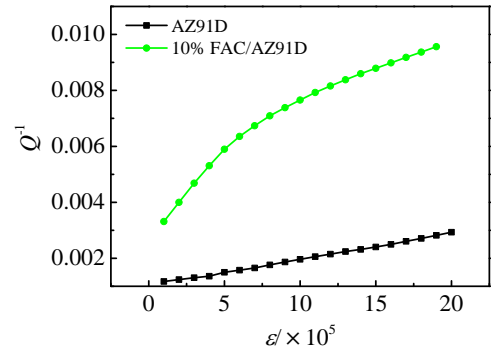


图 6 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料的阻尼-应变谱

Fig.6 Strain amplitude dependent damping curves of AZ91D and FAC/AZ91D composites

点的钉扎而被限制在强钉扎点之间, 此时位错线在往复运动时扫过更大的面积, 使阻尼大幅增加。因此, 阻尼与应变振幅 ε 的关系可分为 2 个部分, 即起始与最大应变振幅无关的阻尼 Q_0^{-1} 和之后随最大应变振幅变化的阻尼 Q_H^{-1} , 即^[20]

$$Q^{-1} = Q_0^{-1} + Q_H^{-1} \tag{10}$$

$$Q_0^{-1} = \frac{\rho B L_c^4 \omega}{36 G b^2} \tag{11}$$

$$Q_H^{-1} = \frac{C_1}{\varepsilon} \exp\left(-\frac{C_2}{\varepsilon}\right) \tag{12}$$

式中, ρ 为位错密度; b 为柏氏矢量的模; ω 为振动角频率; G 为剪切模量; L_c 为弱钉扎点之间的平均距离; B, C_1, C_2 为常数。

对式 (12) 两边取对数, 则

$$\ln(\varepsilon Q_H^{-1}) = \ln C_1 - C_2 \varepsilon^{-1} \tag{13}$$

由式 (13) 可知, $\ln(\varepsilon Q_H^{-1})$ 与 ε^{-1} 应为线性关系。

图 7 是根据实验数据获得的 G-L 曲线。对于 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料, $\ln(\varepsilon Q_H^{-1})$ 与 ε^{-1} 均呈线性关系, 说明二者的阻尼行为符合 G-L 位错钉扎理论。

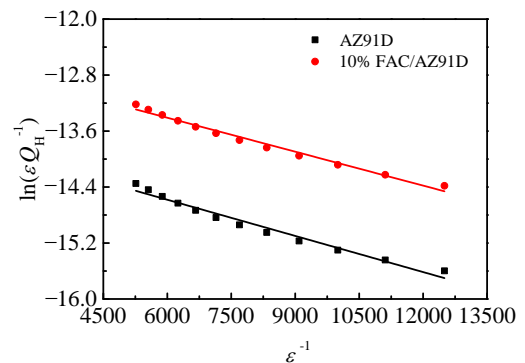


图 7 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料的 G-L 曲线

Fig.7 G-L plots of AZ91D and FAC/AZ91D composites

材料本身的温度会对其内部缺陷诸如空位、位错、晶界和相界等造成影响，从而影响其阻尼性能。图 8 为复合材料的阻尼随温度的变化曲线。在测量温度范围内，漂珠/AZ91D 复合材料的阻尼明显高于 AZ91D，并且都随着温度的升高而增大。在室温条件下，复合材料的阻尼机制主要是位错阻尼，随着温度的升高，位错密度减小，位错阻尼对阻尼性能的贡献减小。在高温条件下，基体与增强相界面的结合强度随着温度的升高而减小，在一定应力作用下很容易发生界面间的微滑移，造成摩擦内耗而使阻尼性能提高。

综上所述，漂珠/AZ91D 复合材料具有较高阻尼性能的原因为：(1) 漂珠、 Mg_2Si 和基体的热膨胀系数不同，在复合材料制备过程中产生热错配残余应力，导致位错密度增加；(2) 增强体的添加不仅使复合材料相界增多，还使晶粒细化，晶界增多。

2.4 硬度

漂珠/AZ91D 复合材料的硬度如表 2 所示。可以看出，复合材料的硬度随着漂珠添加量的增加而增大，当漂珠添加量为 10% 时，其硬度稍有降低，但仍高于基体的硬度。主要原因为：漂珠本身具有较高的硬度和抗压强度；漂珠、 Mg_2Si 等增强相的存在制约了基体的变形；漂珠的添加细化了基体组织。当漂珠含量增加到 10% 时，复合材料的孔隙率可能会增加，从而导致其硬度有所降低。

2.5 压缩性能

漂珠/AZ91D 复合材料的应力-应变曲线如图 9 所示。漂珠含量对抗压缩强度的影响如图 10 所示。随着漂珠含量的增加，复合材料的抗压缩强度增大，当漂

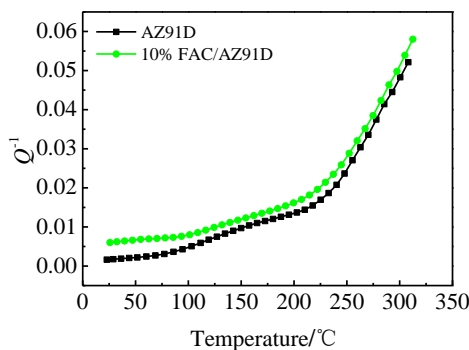


图 8 AZ91D 和漂珠/AZ91D 复合材料的阻尼-温度曲线
Fig.8 Temperature dependent damping curves of AZ91D and FAC/AZ91D composites

表 2 漂珠/AZ91D 复合材料的布氏硬度

Table 2 Brinell hardness of FAC/AZ91D composites (MPa)						
FAC content, ω/%	0	2	4	6	8	10
Hardness, HBW	682	698	753	788	831	790

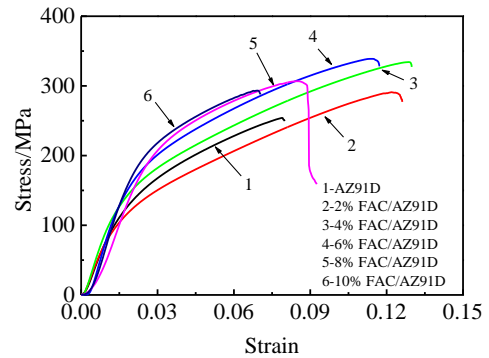


图 9 漂珠/AZ91D 复合材料的应力-应变曲线
Fig.9 Stress-strain curves of FAC/AZ91D composites

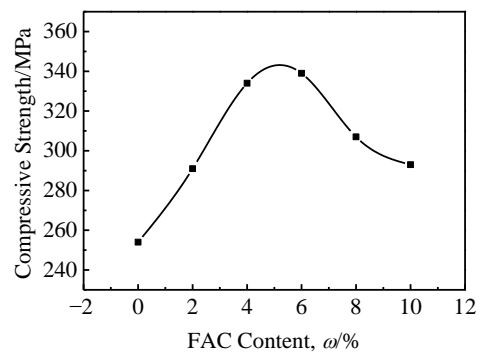


图 10 漂珠含量对复合材料抗压缩强度的影响
Fig.10 Effect of FAC content on the compressive strength of composites

珠含量达到 6% 时，抗压缩强度达到最大值 339 MPa。随后随着漂珠含量的增加，抗压缩强度呈现下降的趋势，但均高于 AZ91D 镁合金的抗压缩强度。在压缩变形过程中，由于漂珠内部被镁合金填充，增加了漂珠的抗压强度，进而强化了漂珠/AZ91D 复合材料，使其抗压强度提高。漂珠的添加使得复合材料的位错密度增加，晶粒细化，也会导致其抗压缩强度提高。此外，漂珠与基体发生界面反应，使得漂珠与基体之间的结合强度增加，也是使其压缩强度提高的原因之一。值得注意的是，随着漂珠含量的增加，基体材料的含量减少，复合材料的孔隙率也会增加，从而使复合材料的强度有所降低。

漂珠/AZ91D 复合材料的压缩断口形貌如图 11 所示。可见，复合材料的断裂是以解理断裂为主的脆性断裂，在断口处可清晰看到解理面和漂珠。在压缩变形过程中，漂珠起到传递载荷的作用，并且在一定程度上抵抗基体发生变形。当载荷足够大时，漂珠壁被撕裂，复合材料发生断裂。宏观上，复合材料压缩试

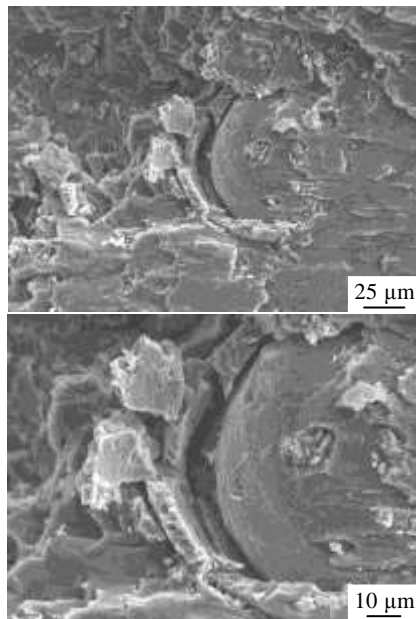


图 11 漂珠/AZ91D 复合材料压缩断口形貌

Fig.11 Compressive fracture morphologies of FAC/AZ91D composites

样断面平整, 并与试样轴线呈 45° 夹角, 具有剪切断裂的特征。

3 结 论

1) 采用搅拌铸造法制备了漂珠/AZ91D 复合材料。通过对漂珠在镁合金熔体中的运动学计算和金相组织的观察发现漂珠在基体中分布均匀, 无偏聚现象。根据漂珠与镁合金熔体反应的热力学计算和 XRD 分析, 复合材料在制备过程中有 Mg_2Si 和 MgO 相生成。

2) 在漂珠/AZ91D 复合材料中, 由于存在着细晶强化、位错强化和第二相强化, 使复合材料的力学性能得到显著提高。当漂珠含量为 8% 时, 复合材料的硬度 (HBW) 最大, 达到 831 MPa, 较基体提高 21.8%; 当漂珠含量为 6% 时, 复合材料的抗压缩强度最大, 达到 339 MPa, 较基体提高 33.5%。

3) 漂珠/AZ91D 复合材料的阻尼性能也优于基体材料。位错阻尼和界面阻尼是复合材料中主要的阻尼机制。

参考文献 References

- [1] Tian Jun(田 君), Shi Ziqiong(石子琼), Zhong Shouyan(钟守炎) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2013, 23(5): 1241
- [2] Luo Xiaoping(罗小萍), Zhang Mingang(张敏刚), Lv Chun-

xiang(吕春翔) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 743

- [3] Lloyd D J. *International Materials Reviews*[J], 1994, 39(1): 1
- [4] Wang X J, Hu X S, Wu K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1): 481
- [5] Matsunaga T, Kim J K, Hardcastle S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325(1): 333
- [6] Sudarshan M K. Surappa. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 480(1): 117
- [7] Selvam J D R, Smart D S R, Dinaharan I. *Materials & Design* [J], 2013, 49: 28
- [8] Wang Qingping(王庆平), Min Fanfei(闵凡飞), Wu Yucheng(吴玉程) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(4): 1039
- [9] Kumar P R S, Kumaran S, Rao T S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(6): 1501
- [10] Uju W A, Oguocha I N A. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 526(1): 100
- [11] Rohatgi P K, Daoud A, Schultz B F et al. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2009, 40(6): 883
- [12] Fu Xiaoru(付晓茹), Zhai Jianping(翟建平), Lü Peng(吕 鹏) et al. *Fly Ash Comprehensive Utilization*(粉煤灰综合利用) [J], 2002(4): 27
- [13] Wang Shubo(王淑波), Jiang Hongmei(蒋红梅). *Principles of Chemical Engineering*(化工原理)[M]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology Press, 2012: 71
- [14] Li Yunkai(李云凯), Wang Yong(王 勇), Gao Yong(高 勇) et al. *Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报) [J], 2002, 30(5): 664
- [15] Park S H, Song K, Um Y S et al. *Materials Science Forum* [J], 2006, 510: 742
- [16] Zhang S L, Zhao Y T, Gang C. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(11): 2096
- [17] Chen Xiao(陈 晓), Fu Gaosheng(傅高升), Qian Kuangwu(钱匡武) et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2003, 24(4): 321
- [18] Wu Shusen(吴树森), Liu Yuqi(柳玉起). *Principles of Material Forming*(材料成形原理)[M]. Beijing: China Machine Press, 2008: 47
- [19] Qin Q D, Zhao Y G. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 462(1): L28
- [20] Liu Chuming(刘楚明), Ji Renfeng(纪仁峰), Zhou Haitao(周海涛) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(9): 1319

Microstructure and Properties of Fly Ash Cenosphere/AZ91D Composites

Liu Enyang, Yu Sirong, Zhao Yan, Li Fanguo, Zhang Shanbao, Li Jingda, Yuan Ming

(China University of Petroleum, Qingdao 266580, China)

Abstract: Using a stir casting method, fly ash cenosphere/AZ91D composites were fabricated by adding fly ash cenospheres into magnesium alloy melt. The microstructure uniformity, phase composition, mechanical properties and damping properties of the composites were studied. The results show that the fly ash cenospheres distribute uniformly in the matrix, without segregation phenomenon. In the preparation process of the composites, the cenospheres react with the magnesium alloy melt and are filled in by the melt. Thus, Mg_2Si and MgO phases form in the reaction. Compared with those of the matrix alloy, the mechanical properties and damping properties of the composites are obviously improved. The cleavage fracture occurs when the composites fail, indicating that the fracture is brittle fracture. The walls of the cenospheres are torn in the process of fracture. The damping mechanisms of the composites are mainly dislocation damping and interface damping.

Key words: fly ash cenosphere (FAC); magnesium matrix composites; microstructure; mechanical properties; damping properties

Corresponding author: Liu Enyang, Ph. D., Lecturer, College of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Petroleum, Qingdao 266580, P. R. China, Tel: 0086-532-86983300, E-mail: enyangliu@126.com